

# 热输入对 QT900 对接焊 CGHAZ 韧性的影响

侯春锋, 石 凯, 李 霄, 梁 维

(西安石油大学 材料科学与工程学院, 西安 710065)

**摘 要:** 文中采用热模拟技术、显微分析技术和断口分析等手段, 研究了焊接热输入对 QT900 连续油管对接焊焊接热影响区粗晶区冲击韧性的影响规律及其脆化机理。结果表明, 5 kJ/cm 的焊接热输入下热影响区粗晶区可获得板条束细小的针状贝氏体, 有利于吸收冲击能量, 冲击韧性优良; 随着焊接热输入从 5 kJ/cm 增大到 10 kJ/cm, 热影响区粗晶区晶粒尺寸增大, 贝氏体铁素体板条变宽, 并且沿着原始奥氏体晶界析出了网状的仿晶型铁素体, 导致热影响区粗晶区韧性的恶化。

**关键词:** 连续油管; 焊接热输入; 焊接粗晶区; 冲击韧性

**中图分类号:** TG 406 **文献标识码:** A **文章编号:** 0253-360X(2017)05-0120-05

## 0 序 言

连续油管 (coiled tubing) 具有高强度和韧性好的特点, 可进行钻井、修井、酸化压裂、完井和水平井测井射孔等施工作业。与常规油管作业相比, 连续管作业具有快捷、效率高、安全可靠、投资回报率高、自动化程度高等优点, 倍受油田用户青睐, 在油气勘探与开发中发挥着越来越重要的作用。连续油管由低碳微合金钢制造, 其晶粒细小, 具有良好的力学性能。

由于公路限高等运输限制, 连续油管的单卷长度一般在 2 000 m 以下, 远远不能满足现场井深的需求; 另外作业过程造成的管体损伤与破坏也时有发生; 因此, 连续油管经常需要在井场现场采用焊接的方法解决上述问题。低碳微合金钢 QT900 采用 TMCP 技术获得, 晶粒尺细小 (晶粒尺寸  $\leq 10 \mu\text{m}$ ), 具有“三超” (超细、超洁净、超均匀) “两高” (高强、高韧性) 特性。与传统钢材的焊接不同, 这种超细晶粒钢焊接时热影响区 (HAZ) 会出现晶粒严重长大现象, 特别是粗晶区, 焊接接头 HAZ 晶粒粗化会导致焊接接头的软化、脆化等一系列问题<sup>[1-4]</sup>, 从而影响构件的使用性能。

目前国内外针对连续油管现场管-管对接焊均

采用 TIG 焊<sup>[5-9]</sup>, 然而国外针对连续油焊接工艺对 HAZ 组织及其性能的影响规律的相关报道罕见; 国内李霄等人<sup>[10]</sup>研究了 CT80 连续油管对接焊的温度场、焊接热循环、热影响区强度变化特征等, 张敏等人<sup>[11]</sup>对 80 级连续油管焊接 HAZ 组织、性能进行了研究, 但都未指出焊接热输入对粗晶区 (CGHAZ) 的影响规律, 并且随着连续油管钢级的提高, 焊接接头的组织、性能未必与低钢级的相同。文章旨在研究焊接热输入对 QT900 连续油管焊接粗晶区韧性的影响规律及其机理, 为连续油管的应用和进一步改进提供一些基本资料。

## 1 试验方法

试验用 QT900 连续油管由美国优质油管公司制造, 管体尺寸为直径 50.8 mm  $\times$  5.18 mm, 其化学成分见表 1。根据雷卡林二维薄板计算公式得出 TIG 焊时 5 kJ/cm, 8 kJ/cm, 10 kJ/cm 焊接热输入下 CGHAZ (峰值温度为 1 300  $^{\circ}\text{C}$ ) 的焊接热循环曲线, 热循环主要参数见表 2; 采用 GLEEBLE 1500 试验机完成焊接粗晶区热模拟试验, 热模拟试验尺寸为 80 mm  $\times$  10 mm  $\times$  3.6 mm。

表 1 QT900 的化学成分 (质量分数, %)

Table 1 Chemical compositions of QT900

C	Mn	P	S	Si	Cr	Cu	Ni	Mo	Fe
0.10 ~ 0.14	0.70 ~ 0.90	$\leq 0.025$	$\leq 0.005$	0.30 ~ 0.50	0.50 ~ 0.70	$\leq 0.25$	$\leq 0.20$	$\leq 0.21$	余量

利用 Axio Vert. A1 光学显微镜 (OM)、JSM-6039A 扫描电镜 (SEM) 进行母材显微组织观察, 根

表 2 三种不同热输入下粗晶区的热循环主要参数

Table 2 Main parameters of thermal cycle in coarse grain zone with three different heat-inputs

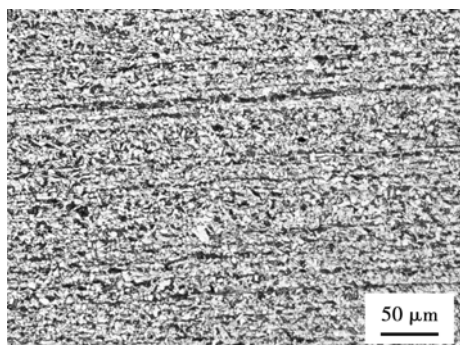
平均热输入 $E/(kJ \cdot cm^{-1})$	峰值温度 $T_{max}/^{\circ}C$	加热速度 $v/(^{\circ}C \cdot s^{-1})$	冷却时间 1 $t_{8/5}/s$	冷却时间 2 $t_{H-900}/s$
5	1 300	130	15.5	5.6
8	1 300	130	40.0	14.3
10	1 300	130	63.0	22.3

据国家标准 GB/T 229—2007,采用夏氏 V 形缺口进行冲击试验,试样尺寸为 55 mm × 10 mm × 2.5 mm,采用 SEM 观察断口形貌。

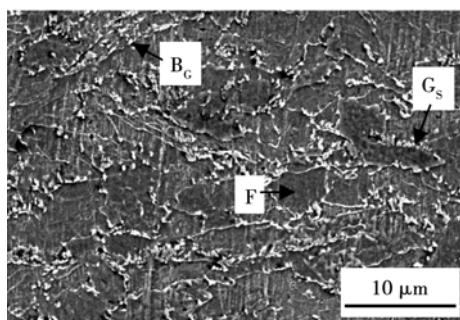
## 2 试验结果及分析

### 2.1 微观组织分析

连续油管 QT900 母材组织如图 1 所示,为等轴铁素体(F) + 粒状组织( $G_s, B_G$ )<sup>[12,13]</sup>,并且有明显的轧制条带。



(a) OM形貌



(b) SEM形貌

图 1 母材微观组织

Fig. 1 Optical microstructures of QT900 base metal

由图 2 可以看出:随着热输入的增大,焊接热输入产生的高温导致 CGHAZ 晶粒尺寸有所增大,组织主要为粒状贝氏体,并混有少量其它组织。

从图 2a,d 可以看出  $E = 5$  kJ/cm 时 CGHAZ 的

组织为粒状贝氏体( $B_G$ ) + 针状铁素体(AF).  $E = 5$  kJ/cm 时 CGHAZ 高温停留时间短,  $t_{H-900} = 5.6$  s, 奥氏体化后的晶粒长大时间短,形成的奥氏体晶粒尺寸较小;  $t_{8/5} = 15.5$  s, 时间短暂, C 原子没有足够的时间以碳化物形式从奥氏体中析出,来不及形成平衡转变下的珠光体组织;在快速冷却过程中形成了细小贝氏体铁素体板条,形似针状,板条长 16.7  $\mu m$ , 宽 1.4  $\mu m$ , 长宽比为 11.9;细小的贝氏体铁素体板条间分布着断续薄膜状的 M-A 组元。

从图 2b,e 可以看出  $E = 8$  kJ/cm 时 CGHAZ 的显微组织为粒状贝氏体 + 仿晶界型铁素体( $F_{GBA}$ ) + 少量针状铁素体。在连续冷却过程中,由于  $t_{8/5} = 40.0$  s, 时间较长,有利于 C 原子的扩散,母材为低碳微合金钢,含碳量低有利于先共析铁素体的形成,在原奥氏体晶界析出了少量的仿晶界型铁素体;与 5 kJ/cm 热输入下 CGHAZ 相比较,高温停留时间较长,  $t_{H-900} = 14.3$  s, 奥氏体晶粒长大,冷却速率较慢,贝氏体铁素体板条长、宽都有所增大,长宽比减小,贝氏体铁素体板条长 23.5  $\mu m$ , 宽 2.5  $\mu m$ , 长宽比为 9.4。

从图 2c,f 可以看出  $E = 10$  kJ/cm 时 CGHAZ 的显微组织为粒状贝氏体 + 网状铁素体 + 少量块状铁素体。焊接是个快速加热快速冷却的过程,母材的原始晶粒尺寸细小,因此在焊接加热过程中 CGHAZ 奥氏体的晶粒尺寸会由于高温停留时间延长迅速长大,但形成的奥氏体晶粒尺寸相对一般材料还是比较小的。奥氏体晶粒越细小,网状铁素体越易形成。在连续冷却过程中,由于  $t_{8/5} = 63.0$  s, 时间较长,有利于 C 原子的扩散,在原始奥氏体晶界上形成了网状铁素体,同时在原始奥氏体晶粒内部还析出了大块的纯净的块状铁素体,碳化物/M-A 岛变得粗大;随后冷却过程中形成了粒状贝氏体,受仿晶型铁素体长大的影响,贝氏体铁素体板条长度方向长大受到限制,因此其长度方向尺寸与 8 kJ/cm 热输入下 CGHAZ 贝氏体铁素体相比较相差不大,板条长 28.4  $\mu m$ ;新生的贝氏体铁素体板条在较高的温度下互相溶合,形成了尺寸较宽的贝氏体铁素体,宽 3.7  $\mu m$ , 长宽比为 6.7。网状组织通常将导致钢的脆性增大,在低合金高强钢中也是如此<sup>[14]</sup>。亚共析钢在过热后缓慢冷却时沿晶界析出的是呈网络状分布的网状铁素体,这种组织晶粒粗大,塑性和冲击韧性也很差。

由图 2 可以看出,随着焊接热输入增大,高温停留时间延长,冷却速度减慢,导致 CGHAZ 贝氏体量减少,铁素体含量增加,并且以先共析铁素体形式分布在原始奥氏体晶界上。铁素体沿奥氏体晶界长大

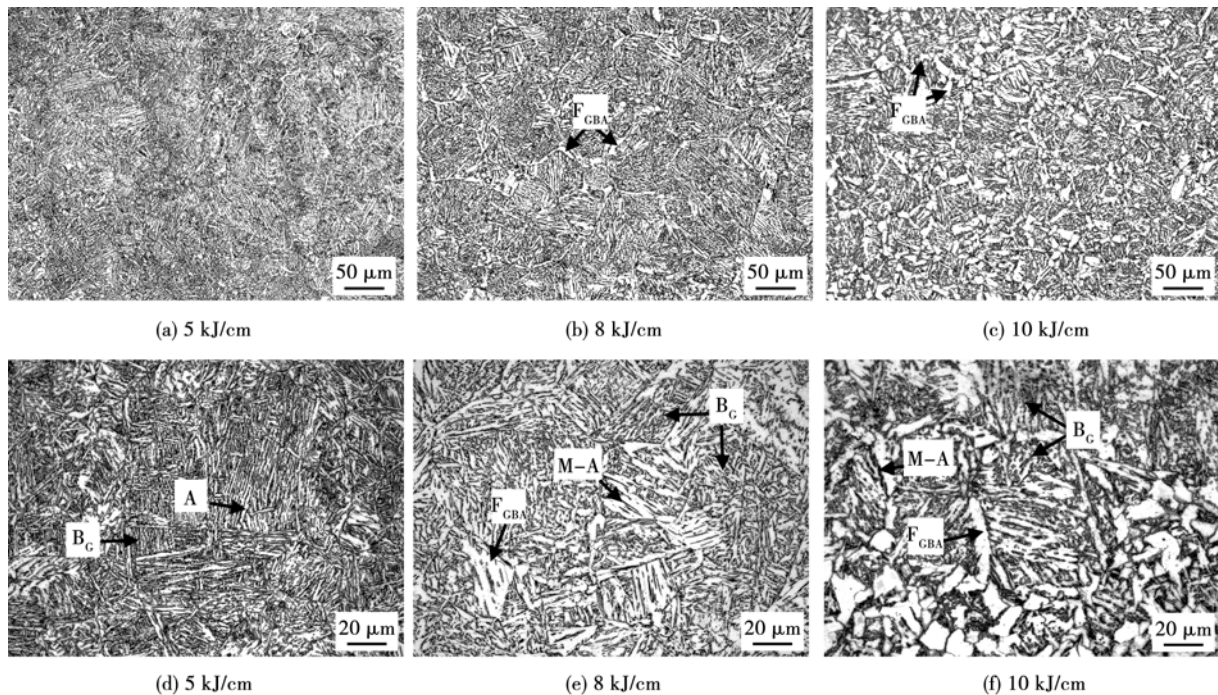


图2 热输入对粗晶区微观组织的影响

Fig. 2 Effect of heat input on microstructure CGHAZ

速度远大于向晶内长大速度,从而形成仿晶型铁素体,一般呈网状,并且随着高温停留时间越长、冷速减小,先共析铁素体逐渐增多,而且网状铁素体有所长大、变宽;并且在奥氏体晶内形成了块状等轴铁素体. 在连续冷却过程中,冷却速度减小更有利于新生的贝氏体板条纵向长大和互相溶合,形成长且宽的贝氏体铁素体板条. 即随着焊接热输入的增大,CGHAZ 组织由“粒状贝氏体 + 针状铁素体”逐渐向“粒状贝氏体 + 网状铁素体 + 少量块状铁素体”过渡,贝氏体量减少,铁素体增加,并且呈网状分布或块状析出.

## 2.2 冲击韧性分析

从图3可以看出,8 kJ/cm 热输入下的 CGHAZ 冲击吸收功比 5 kJ/cm 热输入下的 CGHAZ 低,但相差不是很大,但当热输入由 8 kJ/cm 升高到 10 kJ/cm 时,CGHAZ 的冲击韧性明显下降. 其原因在于 5 kJ/cm 热输入下 CGHAZ 的组织为粒状贝氏体 + 针状铁素体,贝氏体铁素体板条细小且相互交错有助于改变和延长裂纹扩展时的路径,提高其韧性; 8 kJ/cm 热输入下 CGHAZ 的组织为粒状贝氏体 + 仿晶型铁素体,贝氏体铁素体板条变得粗大,原始奥氏体晶界还析出了仿晶型铁素体,原奥氏体晶粒内部也有块状铁素体析出,导致其冲击韧性下降;与 10 kJ/cm 热输入下 CGHAZ 的仿晶型铁素体相比,8 kJ/cm 热输入下 CGHAZ 的仿晶型铁素体并未形成

网状,而且仿晶型铁素体的宽度较小,因此它的冲击吸收功降低并不是很明显; 10 kJ/cm 热输入下 CGHAZ 除了形成网状铁素体外,还有少量块状铁素体生成,冲击吸收功显著降低.

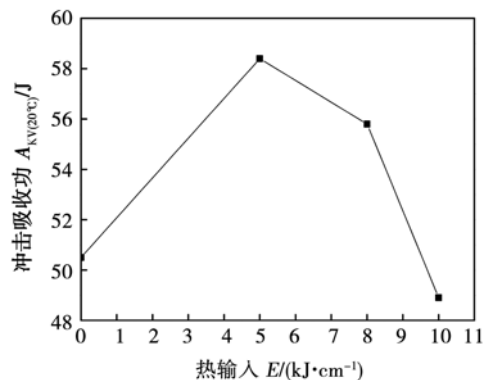


图3 热输入对粗晶区冲击吸收功的影响

Fig. 3 Effect of heat input on impact energy CGHAZ

细小的贝氏体能够分割原奥氏体晶粒,减小板条束的尺寸,在断裂过程中当裂纹遇到板条束界时,裂纹曲折转向,吸收更多的能量,提高韧性. 当热输入较小时,主要形成细小的针状贝氏体,有利于提高冲击韧性. 随着热输入的增大,细小的针状贝氏体数量减少,板条束宽度和板条束间碳化物的宽度亦随之增加,且粒状贝氏体的数量增多. 这种粗大的

板条束几乎平行生长,贯穿整个奥氏体晶粒,其间粗大的碳化物易于萌生裂纹或易成为裂纹的扩展通道,导致 CGHAZ 的韧性急剧下降.

### 2.3 断口分析

从图4断口形貌可以看出,三种不同焊接热输入下 CGHAZ 的断口均以韧窝为主,但韧窝形态有所不同:图4a 5 kJ/cm 热输入条件下冲击断口韧窝大且深,韧窝呈抛物线状,也有少量小的等轴韧窝,这些特征有利于韧性的提高;韧窝中心有细小的黑孔洞或者亮白色的第二相质点,以微孔聚集的方式形核、长大,并且还有大量的二次撕裂棱,属于塑性断裂;图4b 8 kJ/cm 热输入条件下冲击断口韧窝

与图4a中韧窝相比较浅且平坦,二次撕裂棱有所减少,但仍属于塑性断裂;图4c 10 kJ/cm 热输入条件下冲击断口韧窝小且浅,撕裂棱细小,不存在二次撕裂棱,属于穿晶断裂.断口分析的结果进一步证明了随着热输入增大,焊接粗晶区的韧性下降.

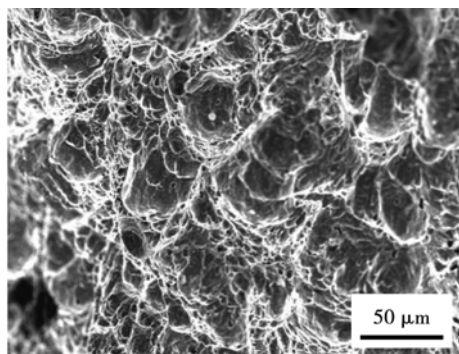
## 3 结 论

(1) 焊接热输入对 QT900 焊接 CGHAZ 的组织形态有明显影响.随着热输入的增大,CGHAZ 晶粒粗化,铁素体板条增长、变宽,但长宽比减小;组织中针状铁素体减少,析出了仿晶型铁素体、块状铁素体,仿晶型铁素体随着热输入的进一步增大连成网状,增大了钢的脆性,使其冲击吸收功大大降低.

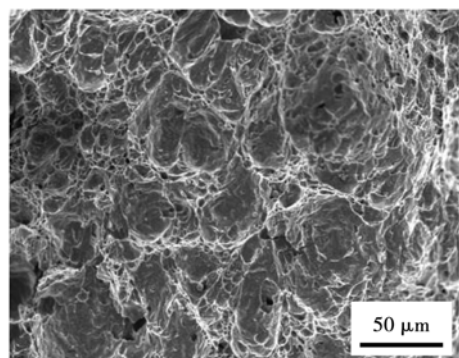
(2) 在小热输入条件下冲击断口韧窝大且深,韧窝呈抛物线状,并以微孔聚集的方式形核、长大,有大量的二次撕裂棱;随着热输入的增大,韧窝变得平坦且浅,二次撕裂棱减少,甚至消失,还会出现穿晶断裂特征.进一步说明小焊接热输入下,CGHAZ 具有更良好的冲击韧性.

### 参考文献:

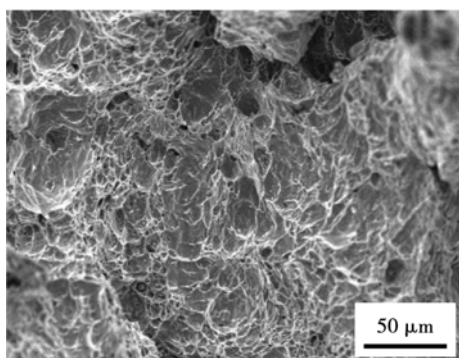
- [1] Meester B De. The weldability of modern structural TMCP steels [J]. The Iron and Steel Institute of Japan International, 1997, 37(6): 537-551.
- [2] 张贵锋, 张建勋. 日本关于超细晶粒钢制备与焊接新工艺的研究进展[J]. 材料导报, 2005, 19(9): 94-96.  
Zhang Guifeng, Zhang Jianxun. Recent progress in new producing and welding process for ultrafine-grained steels in Japan[J]. Materials Review, 2005, 19(9): 94-96.
- [3] 屈朝霞, 田志凌, 何长红, 等. 超细晶粒钢及其焊接性[J]. 钢铁, 2000, 35(2): 31-35.  
Qu Zhaoxia, Tian Zhiling, He Changhong, et al. Ultra-fine grained steel and its weld ability[J]. Iron and Steel, 2000, 35(2): 31-35.
- [4] 雷毅, 余圣甫, 许晓峰. 我国微米级超细晶粒钢焊接技术的研究现状[J]. 兵器材料科学与工程, 2005, 28(3): 44-47.  
Lei Yi, Yu Shengfu, Xu Xiaofeng. Current status of domestic welding technique on micron class ultra-fine grain steel[J]. Ordnance Material Science and Engineering, 2005, 28(3): 44-47.
- [5] Newman K R, Brown P A, Van Arnam P A, et al. Analysis of coiled tubing welding techniques [C] // Mont-gomery, Texas: SPE/ICoTA North American coiled tubing round table, 1996: 1-6.
- [6] Luft H B, BJ Services. Development of welding procedure specification for girth welds in coiled tubing [C] // Houston, Texas: SPE/ICoTA coiled tubing round table, 1999: 1-16.



(a) 5 kJ/cm



(b) 8 kJ/cm



(c) 10 kJ/cm

图4 热输入对冲击断口形貌的影响

Fig. 4 Effect of heat input on impact fracture morphologies

- [7] Suggested field welding procedure (GTAW) for coiled tubing grades HS70, HS80, HS90, HS110[S/OL]. <http://www.tenaris.com/shared/documents/files/CB372.pdf>.
- [8] 张燕娜, 石 凯, 刘彦明, 等. 现场连续油管对接全位置自动焊技术探讨[J]. 热加工工艺, 2010, 39(7): 110–112.  
Zhang Yanna, Shi Kai, Liu Yanming, *et al.* Investigation on automatic welding technique of full circumference in butt welding for coiled tubing[J]. Hot Working Technology, 2010, 39(7): 110–112.
- [9] 徐克彬, 李志勇, 王延勇, 等. 连续管对口焊接技术及现场应用[J]. 石油机械, 2012, 40(11): 112–115.  
Xu Kebin, Li Zhiyong, Wang Yanyong, *et al.* Joint weld technology for CT and field application[J]. China Petroleum Machinery, 2012, 40(11): 112–115.
- [10] 李 霄, 石 凯, 王洪铎, 等. CT80 连续油管 TIG 焊对接接头热循环过程研究[J]. 热加工工艺, 2011, 40(9): 168–170.  
Li Xiao, Shi Kai, Wang Hongduo, *et al.* Welding thermal cycle of CT 80 coiled tube butt joint by TIG welding[J]. Hot Working Technology, 2011, 40(9): 168–170.
- [11] 张 敏, 赵鹏康, 王文武, 等. 连续油管 TIG 焊接热影响区组织及性能热模拟分析[J]. 兵器材料科学与工程, 2011, 34(1): 31–34.  
Zhang Min, Zhao Pengkang, Wang Wenwu, *et al.* Thermal simulation of microstructure and properties of heat-affected zone in TIG welding for coiled tubing[J]. Ordnance Material Science and Engineering, 2011, 34(1): 31–34.
- [12] 方鸿生, 白秉哲, 郑秀华, 等. 粒状贝氏体和粒状组织的形态与相变[J]. 金属学报, 1986, 22(4): 283–288.  
Fang Hongsheng, Bai Bingzhe, Zheng Xiuhua, *et al.* Morphology and phase transformation of granular bainite and granular structure[J]. Acta Metallurgica Sinica, 1986, 22(4): 283–288.
- [13] 康沫狂. 钢中的贝氏体形貌学探讨[C]//康沫狂. 贝氏体与贝氏钢—纪念康沫先生九十华诞论文集, 北京: 科学出版社, 2009.
- [14] 王 学, 常建伟, 黄关政, 等. WB36 钢临界再热粗晶区组织性能[J]. 焊接学报, 2008, 29(10): 29–32.  
Wang Xue, Chang Jianwei, Huang Guanzheng, *et al.* Study on microstructure and properties of IRCGHAZ in WB36 steel[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2008, 29(10): 29–32.

---

**作者简介:** 侯春锋,男,1990 年出生,西安石油大学硕士. 主要研究方向:焊接技术工程. Email: 584346282@qq.com

**通讯作者:** 石 凯,男,教授. Email: kshi@xsyu.edu.cn